

М. В. Майсурадзе*, М. А. Рыжков, А. А. Куклина, Д. И. Лебедев

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*m.v.maisuradze@urfu.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА В Cr–Mn–Mo СТАЛЯХ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Проведено dilatометрическое и металлографическое исследование среднеуглеродистых конструкционных Cr–Mn–Mo сталей с различным содержанием легирующих элементов. Построены термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Установлено влияние содержания основных легирующих элементов и микролегирующих добавок В и Nb на прокаливаемость исследуемых сталей. Определены зависимости твердости от скорости непрерывного охлаждения.

Ключевые слова: сталь, микроструктура, термокинетическая диаграмма, твердость, dilatометрия, структурообразование.

M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov, A. A. Kuklina, D. I. Lebedev

STUDY OF THE AUSTENITE TRANSFORMATION IN Cr–Mn–Mo STEELS UNDER CONTINUOUS COOLING CONDITIONS

Dilatometric and metallographic study of medium-carbon structural Cr–Mn–Mo steels with different content of alloying elements was carried out. CCT diagrams of the austenite transformation were plotted. The influence of the content of the main alloying elements and microalloying additives of B and Nb on the hardenability of the steels under investigation was established. The dependence of the hardness on the cooling rate was determined.

Key words: steel, microstructure, CCT diagram, hardness, dilatometer analysis, transformation.

Прокаливаемость является одним из наиболее важных свойств сталей, поскольку зачастую выступает критерием выбора подходящего материала для изготовления определенных деталей или узлов [1–3]. Прокаливаемость должна обеспечить требуемое распределение твердости по сечению термически обработанной детали с минимальным уровнем деформации и остаточных напряжений. Основными факторами, влияющими на прокаливаемость конструкционных сталей, являются химический состав, химическая однородность стали, содер-

жание примесей и неметаллических включений, размер зерна аустенита [4]. В настоящей работе исследовано влияние содержания легирующих элементов в стали марки 40ХГМА на превращения аустенита при непрерывном охлаждении.

Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1. В качестве эталонной стали использовалась сталь марки 40ХГМА. Сталь марки 38ХГМА содержала меньшее количество основных легирующих элементов, чем эталонная. Сталь марки 40ХГМРА содержала большее количество Мо по сравнению с эталонной сталью с небольшими добавками В и Nb (микролегированная сталь). Дилатометрические образцы (диаметр 3 мм, длина 10 мм) нагревали в дилатометре LINSEIS L78 «R. I. T. A.» до температуры аустенизации (850 ± 5) °С и выдерживали в течение 15 минут. Охлаждение проводили при постоянной скорости 0,1–20 °С/с. Дилатограммы анализировали совместно с металлографическими данными, полученными при помощи оптической микроскопии. Термокинетические диаграммы исследуемых сталей (рис. 1) были построены по методике [5].

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, мас. %

| Сталь | C | Cr | Mn | Mo | B | Nb | S | P |
|---------|------|------|------|------|-------|------|-------|-------|
| 40ХГМА | 0,43 | 0,97 | 0,91 | 0,16 | 0,001 | 0,02 | 0,008 | 0,007 |
| 38ХГМА | 0,37 | 0,81 | 0,64 | 0,15 | 0,001 | 0,02 | 0,004 | 0,011 |
| 40ХГМРА | 0,42 | 1,10 | 1,05 | 0,55 | 0,004 | 0,05 | 0,007 | 0,007 |

При скоростях охлаждения 0,1–0,3 °С/с в стали марки 38ХГМА формируется ферритоперлитная структура с твердостью менее 16 HRC (рис. 1, а), в то время как в стали марки 40ХГМА при охлаждении с такими же скоростями наряду с некоторым количеством феррита и перлита формируется значительное количество бейнита (рис. 1, б). Твердость стали 40ХГМА после охлаждения со скоростью 0,3 °С/с составляет 30 HRC. Добавка В и Nb (сталь марки 40ХГМРА) полностью подавила образование диффузионных продуктов превращения аустенита при скорости охлаждения 0,1–0,3 °С/с (рис. 1, в). Микроструктура стали марки 40ХГМРА при охлаждении с указанными скоростями представляла собой смесь бейнита и мартенсита твердостью 34 HRC (0,1 °С/с) и 42 HRC (0,3 °С/с).

При охлаждении со скоростью 1–3 °С/с, в стали марки 38ХГМА формируется комплексная микроструктура, состоящая из смеси феррита, перлита, бейнита и мартенсита с твердостью 24–32 HRC. В стали марки 40ХГМА при таком охлаждении формируется только бейнит

и мартенсит с твердостью 38 HRC (1 °C/c) — 50 HRC (3 °C/c). Сталь марки 40ХГМРА после охлаждения со скоростью 1 °C/c имеет в структуре порядка 10 % бейнита и 90 % мартенсита, а при охлаждении со скоростью 3 °C/c формируется чисто мартенситная структура твердостью до 55 HRC.

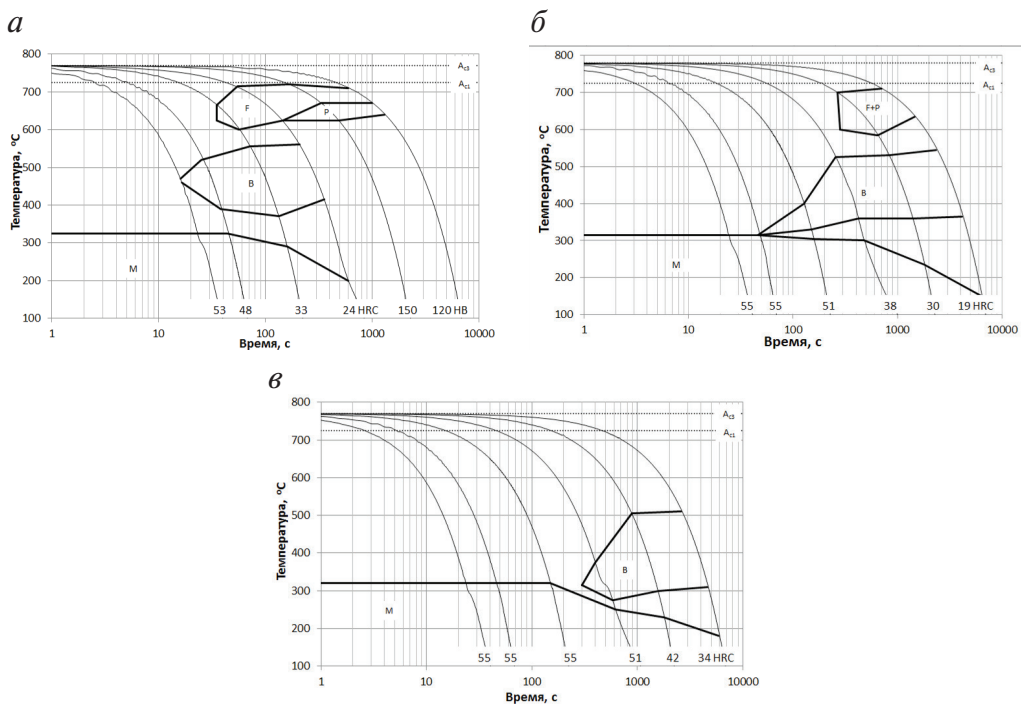


Рис. 1. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита в сталях 38ХГМА (а), 40ХГМА (б), 40ХГМРА (в)

Очевидно, что уменьшение содержания легирующих элементов по сравнению с эталонным составом (углерода на 15 %, хрома на 16 %, марганца на 30 %) привело к значительному снижению прокаливаемости стали — критическая скорость охлаждения для подавления образования феррита и перлита увеличилась более чем в 10 раз: от 0,3 °C/c (40ХГМА) до 3 °C/c (38ХГМА). Полностью мартенситная микроструктура была получена в стали 40ХГМА после охлаждения со скоростью 10 °C/c, а в стали марки 38ХГМА полностью мартенситная микроструктура не была получена даже после охлаждения с максимальной исследуемой скоростью 20 °C/c. Следовательно, детали одного размера, изготовленные из сталей марок 40ХГМА и 38ХГМА, должны подвергаться закалке с применением различных охлаждающих сред. Кроме того, массивные детали из стали марки 38ХГМА после закалки могут содержать

в сердцевине значительное количество феррита и перлита, что приведет к снижению уровня механических свойств.

Микролегированная сталь марки 40ХГМРА обладает значительно большей прокаливаемостью из-за более высокого содержания Мо, а также благодаря добавкам В и Nb. Критическая скорость охлаждения для подавления бейнитного превращения у стали марки 40ХГМРА (1,5–2,0 °С/с) в 5 раз ниже, чем у стали 40ХГМА (10 °С/с). Поэтому даже массивные детали из стали марки 40ХГМРА могут подвергаться закалке при медленном охлаждении на воздухе, тем самым обеспечивая низкий уровень остаточных напряжений.

Следует отметить, что варьирование химического состава не оказало существенного влияния на температурные диапазоны превращения аустенита. Феррит и перлит формировались в интервале температур 600–700 °С, бейнита — при 310–350 °С, а мартенситное превращение начиналось при $(320 \pm 5) ^\circ\text{C}$.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Filetin T., Liščić B., Galinec J. New Computer-Aided Method for Steel Selection Based on Hardenability // Heat Treatment of Metals. 1996. V. 3. P. 63–66.
- 2 Cook W. T., Morris P. F., Woollard L. Calculated hardenability for improved consistency of properties in heat treatable engineering steels // Journal of Materials Engineering and Performance. 1997. V. 6. P. 443–448.
- 3 Trzaska J., Sitek W., Dobrzański L. A. Selection method of steel grade with required hardenability // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2006. V. 17. P. 289–292.
- 4 Bhargava A. K., Banerjee M. K. Hardenability of Steel // Comprehensive Materials Finishing. 2017. V. 2. P. 50–70.
- 5 Превращения переохлажденного аустенита в перспективной высокопрочной стали при непрерывном охлаждении / М. В. Майсурадзе [и др.] // МиТОМ. 2017. № 8. С. 15–19.